

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-070697

(43)Date of publication of application : 14.03.1995

(51)Int.Cl.

G22C 38/00

G21D 8/02

G22C 38/14

G22C 38/28

(21)Application number : 05-243713

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 03.09.1993

(72)Inventor : KIRIHATA ATSUSHI  
SAITO YASUYUKI

(54) HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL STRIP EXCELLENT IN HIC RESISTANCE AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a high strength hot rolled steel strip excellent in HIC resistance by specifying the compsn. constituted of C, Si, Mn, Ti, Al, N, P, S and Fe and forming the final microstructure of polygonal ferrite.

CONSTITUTION: Steel contg. 0.04 to 0.18% C, 0.02 to 1.00% Si, 0.50 to 1.00% Mn, 0.05 to 0.30% Ti, 0.001 to 0.100% Al,  $\leq 0.0100\%$  N,  $\leq 0.030\%$  P and  $\leq 0.015\%$  S so as to satisfy  $0.3 \leq \text{Ti}/(\text{Cr}+\text{S}+\text{N}) \leq 5$  and  $\text{C}+\text{Mn}/6+\text{Si}/24+\text{Cr}/5 \leq 0.25$ , and the balance Fe with inevitable impurities is subjected to hot rolling. At this time, the heating temp. at the time of the hot rolling is regulated to 1100 to 1450° C, the finishing temp. is regulated to 800 to 950° C and the coiling temp. is regulated to 500 to 700° C. Thus, the high strength hot rolled steel strip free from the generation of HIC even in a severe environment of pH3 can be obt'd.

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

20.12.1995

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

2770718

[Date of registration]

17.04.1998

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

17.04.2004

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-70697

(43) 公開日 平成7年(1995)3月14日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 F			
C 2 1 D 8/02		C 7412-4K		
C 2 2 C 38/14				
38/28				

審査請求 未請求 請求項の数2 F D (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願平5-243713

(22) 出願日 平成5年(1993)9月3日

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 切畑 敦詞

和歌山県和歌山市湊1850番地 住友金属工業株式会社和歌山製鉄所内

(72) 発明者 斎藤 康行

和歌山県和歌山市湊1850番地 住友金属工業株式会社和歌山製鉄所内

(74) 代理人 弁理士 押田 良久

(54) 【発明の名称】 耐H I C性に優れた高強度熱延鋼帯とその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 pH=3という苛酷な環境下においても、H I Cの発生することのない耐H I C性に優れた高強度熱延鋼帯を得る。

【構成】 C:0.04~0.18%、Si:0.02~1.00%、Mn:0.50~1.00%、Ti:0.05~0.30%、Al:0.001~0.100%、N:0.0100%以下、P:0.030%以下およびS:0.015%以下を $0.3 \leq Ti / (C + S + N) \leq 5$ で、かつ $C + Mn / 6 + Si / 24 + Cr / 5 \leq 0.25\%$ で含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、最終マイクロ組織がほぼ均一なポリゴナルフェライトからなる。

【効果】 耐H I C性に優れた電縫鋼管およびスパイラル溶接鋼管の素材用の熱延鋼帯を得ることができる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項 1】 C: 0.04~0.18%, Si: 0.02~1.00%, Mn: 0.50~1.00%, Ti: 0.05~0.30%, Al: 0.001~0.100%, N: 0.0100%以下、P: 0.030%以下および  $S: 0.015\%$ 以下を  $0.3 \leq Ti / (C + S + N) \leq 5$ で、かつ  $C + Mn / 6 + Si / 24 + Cr / 5 \leq 0.25\%$ で含有し、残部が Fe および不可避免の不純物からなり、最終マイクロ組織がほぼ均一なポリゴンアルフェライトであることを特徴とする耐 HIC 性に優れた高強度熱延鋼帯。

【請求項 2】 C: 0.04~0.18%, Si: 0.02~1.00%, Mn: 0.50~1.00%, Ti: 0.05~0.30%, Al: 0.001~0.100%, N: 0.0100%以下、P: 0.030%以下および  $S: 0.015\%$ 以下を  $0.3 \leq Ti / (C + S + N) \leq 5$ で、かつ  $C + Mn / 6 + Si / 24 + Cr / 5 \leq 0.25\%$ で含有し、残部が Fe および不可避免の不純物からなる鋼を、熱間圧延時の加熱温度 1100~1450℃、仕上げ温度 800~950℃、巻取り温度 500~700℃で熱間圧延することを特徴とする耐 HIC 性に優れた高強度熱延鋼帯の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、耐水素誘起割れ性（以下耐 HIC 性という）に優れたラインパイプ用鋼材、特に硫化水素と水分を含む環境下において発生する水素誘起割れに対して優れた抵抗性を有する電線鋼管およびスパイラル溶接鋼管の素材に適した高強度熱延鋼帯とその製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】近年、原油の油田、天然ガスのガス井はますます深くなる傾向にあり、特に深海域での石油、天然ガスの開発が進むにつれて、ますます高深度化している。さらに、石油、天然ガス中の硫化水素の増大に伴い、石油、天然ガスを輸送するラインパイプや石油精製装置などにおいては、いわゆる HIC に起因する事故が少なくなく、耐 HIC 性に優れた鋼板が切望されている。この鋼の HIC は、鋼の腐食により発生した水素が原子状態で鋼中に侵入、拡散し、非金属介在物と地鉄との界面で集積、分子化することにより生じる水素ガスの圧力によって発生し、これが鋼中の偏析部に生じるバンド状の硬化組織等に沿って伝播するといわれている。非金属介在物のうちでも MnS 等の A 系硫化物系介在物は、その先端の形状効果、つまり、切欠き効果により応力集中が生じ易いために、MnS 等の介在物が HIC に対して最も有害であるといわれている。

【0003】従来、鋼板の HIC 対策としては、鋼中への水素の侵入、拡散を抑制する方法、介在物、特に先端の切欠き効果の大きい MnS 等の A 系介在物の低減と形

態を制御する方法、偏析の低減と硬化組織の生成を抑制する方法等が採用されている。鋼中への水素の侵入、拡散を抑制する方法としては、例えば、Ni または Ni と Cu を添加して防食皮膜を形成させる方法（特開昭 51-87113 号公報）が提案されている。また、介在物、特に先端の切欠き効果の大きい MnS 等の A 系介在物の低減と形態を制御する方法としては、鋼中の硫化物の形状、数を規制する方法（特開昭 51-114318 号公報）、Ca、希土類元素により A 系介在物を形態制御する方法（特開昭 54-31020 号公報、特開昭 55-128536 号公報）、Ca を大量添加する方法（特開昭 53-106318 号公報）が提案されている。さらに、偏析の低減と硬化組織の生成を抑制する方法としては、P 含有量を 0.006% 以下と極端に下げる方法（特開昭 52-111815 号公報）、硬化組織部の硬さ  $H_v \leq 350$  とする方法（特開昭 57-73162 号公報）、Ti および Nb による微細な炭窒化物を利用する方法（特開昭 63-64492 号公報）、ほぼ均一なアシキュラーフェライト組織とした方法（特開昭 63-134647 号公報）等の提案が行われている。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】上記特開昭 51-87113 号公報に開示の方法は、 $pH=3$  のような苛酷な環境下においてはその効果がなく、HIC の発生を防止することができない。また、特開昭 51-114318 号公報、特開昭 54-31020 号公報、特開昭 55-128536 号公報に開示の方法は、鋼板の強度水準が高くなり、環境が厳しくなると HIC の発生を完全に防止することは困難である。さらに、特開昭 53-106318 号公報に開示の方法は、鋼板の清浄度が悪化するため、HIC を防止することはかえって困難になる。さらにまた、特開昭 52-111815 号公報に開示の方法は、P の低減のためのコストの面で問題がある。特開昭 57-73162 号公報に開示の方法は、 $pH$  の低い厳しい環境下で高強度高靱性の鋼の HIC の発生を皆無とすることは困難である。特開昭 63-64492 号公報に開示の方法は、C が全て析出物となって出てこないため、硬化組織が残留するので、HIC を皆無とすることは困難である。特開昭 63-134647 号公報に開示の方法は、アシキュラーフェライト組織は割れ感受性が比較的高く、HIC を皆無とすることは不可能である。

【0005】この発明の目的は、 $pH=3$  という苛酷な環境下においても、HIC の発生することのない耐 HIC 性に優れた高強度熱延鋼帯とその製造方法を提供することにある。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記目的を達成すべく従来法を単独に、あるいは組み合わせ用いた鋼板について、種々試験を行った結果、 $pH=3$  とい

う厳しい条件下においては、HICの発生を完全に抑えることは困難であり、また、可能な場合においては、工業的に生産性、製造コストの点で十分なものとはいえなかった。本発明者らは、さらにHICの問題を解決すべく鋭意試験研究を重ねた。その結果、Tiを所定量添加することによって、生成するTiCが鋼中での水素の拡散を抑制すること、また、TiはMnよりもSとの親和力が大きいこと、MnSを主体とするA系介在物が全く存在しなくなることで、さらに通常よりも低Mnの成分組成とすることによって、従来鋼よりも中心偏析の度合いが著しく軽減され、また、TiCが析出するため鋼の組織がポリゴナルフェライト単相組織となること、さらにMn量を規制することによって高靱性をも兼ね備えることが可能であることを究明し、この発明に到達した。

【0007】すなわち本願の第1の発明は、C:0.04~0.18%、Si:0.02~1.00%、Mn:0.50~1.00%、Ti:0.05~0.30%、Al:0.001~0.100%、N:0.0100%以下、P:0.030%以下およびS:0.015%以下を $0.3 \leq Ti / (C+S+N) \leq 5$ で、かつ $C+Mn/6+Si/24+Cr/5 \leq 0.25\%$ で含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、最終マイクロ組織がほぼ均一なポリゴナルフェライトであることを特徴とする耐HIC性に優れた高強度熱延鋼帯である。

【0008】また、本願の第2の発明は、C:0.04~0.18%、Si:0.02~1.00%、Mn:0.50~1.00%、Ti:0.05~0.30%、Al:0.001~0.100%、N:0.0100%以下、P:0.030%以下およびS:0.015%以下を $0.3 \leq Ti / (C+S+N) \leq 5$ で、かつ $C+Mn/6+Si/24+Cr/5 \leq 0.25\%$ で含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる鋼を、加熱温度1100~1450℃、仕上げ温度800~950℃、巻取り温度500~700℃で熱間圧延することを特徴とする耐HIC性に優れた高強度熱延鋼帯の製造方法である。

【0009】

【作用】この発明における成分組成範囲の限定理由を説明する。Cは鋼の強度を確保するうえで不可欠の元素で、高強度を達成するためには0.04%以上は必要であるが、0.18%を超えると炭素当量（以下C当量という）が増大して溶接性が著しく悪化するばかりでなく、ポリゴナルフェライト量が減少し、パーライトやベイナイトのような第2相の比率が増大し、耐HIC性が悪化するので、0.04~0.18%とした。Siは固溶硬化作用と脱酸作用を有する有用な元素であるが、脱酸作用を達成するためには0.02%以上のSiをAlと共に含有させることにより、安定した脱酸効果が期待でき鋼の清浄性を高め、0.30%を超えると固溶硬化による強度増加も期待できるが、1.00%を超えると

溶接性が悪化すると共に、熱間圧延時の脱スケール性が悪化し、製品にスケール疵が残るようになるので、0.02~1.00%とした。

【0010】Mnは鋼の強度および靱性上昇およびMnSとして熱間脆性を起こす有害なSを固定する作用を有する元素で、熱間脆性防止および靱性向上のためには0.50%以上が必要であるが、1.00%を超えるとC当量も増大し、鋼管を形成する際の溶接性が劣化すると共に、熱間圧延時のA<sub>13</sub>点が低下するので $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が抑制され、ポリゴナルフェライトを主体とするマイクロ組織が得難くなること、およびHICに悪影響を及ぼす中心偏析が発達するといった不利を招くので、0.50~1.00%とした。CrはMnと同様の作用を有する元素であるが、MnよりもA<sub>13</sub>変態の抑制効果が小さいこと、中心偏析ができ難いこと等の点でMnよりも有効に働くので、0.1%以上のCrを $Mn+Cr \leq 1.0\%$ の条件を満たす範囲でMnと代替して使用すればマイクロ組織を得易くなるが、Cr量もしくは $Mn+Cr$ が1.00%を超えると溶接性が悪化するので、Crの上限および $Mn+Cr$ の上限を1.00%とした。

【0011】Tiはこの発明における強化機能の主体となる元素で、このために0.05%以上必要であるが、0.30%を超えると溶接部にペネトレータが発生し易くなるので、0.05~0.30%とした。また、TiはMnよりもSとの親和力が強く、TiSとして有害なSを固定するので、良好な耐HIC性を示す。Alは鋼の溶製時の脱酸剤として添加される元素で、少なくとも0.001%は必要であるが、0.100%を超えて使用しても効果が飽和するので、0.001~0.100%とした。NはTiNとしてTiと結合し、強化に有効なTi量を減ずる作用ならびにTiNとして鋼の清浄性を悪化させるので、0.0100%以下とした。Pは0.030%を超えると耐2次加工脆性を劣化し易くなるので、0.030%以下とした。Sは0.015%を超えるとA系非金属介在物が多くなり、耐HIC性が悪化すると共に、Tiと結合して強化機構の主体となるTi量を減ずるので、0.015%以下とした。

【0012】また、C当量 $(C+Mn/6+Si/24+Cr/5)$ の上限を0.25%としたのは、特に製管時のアーク溶接および抵抗溶接時の溶接性改善のためにはC当量を0.25%以下とすることが極めて効果的であるからである。Ti/(C+N+S)の範囲を0.3~5の範囲としたのは、0.3未満ではこの発明に必要な引張強さ60kgf/mm<sup>2</sup>以上の強度が得られず、5を超えると強化に有効なTi量が過剰となるので、巻取り後の自己焼鈍効果を受けたときにTiCの析出挙動がコイル長手方向で大きく変動し易くなるため、材料内での機械的性質のバラツキが増大するので好ましくないためである。この発明においては、上記に規定した成分範囲の他に、Ca等の硫化物の形態制御効果を有する元

素の添加を妨げるものではなく、50ppm未満のCaの添加によって特に耐HIC性の改善効果が得られることを確認している。

【0013】また、この発明は、上記した成分組成を満たしたうえで、以下の熱延条件を採択することが、目的とするマイクロ組織ならびに機械的性質を得るのに有利である。加熱温度を1100～1450℃としたのは、1100℃未満ではTiCの溶解が不十分であるので、Tiの析出強化機能が十分に発揮されずに所望の強度が得られないためであり、一方、加熱温度が上昇するにしたがってTiCの溶解が進行し、添加量当たりのTiによる強度上昇量が增大するが、1450℃を超えると加熱中および圧延時の酸化量が大きくなり、経済的不利益を招くからである。熱間圧延の仕上げ温度を800～950℃としたのは、800℃未満では繊維状マイクロ組織を呈し易く、割れ感受性が增大するためであり、950℃を超えるとγ粒が粗大化してγ→α変態が遅滞するのでほぼ均一なポリゴナルフェライト組織が得られなくなるためである。巻取り温度を500～700℃としたのは、500℃未満ではTiCの析出強化が生じなくなるので、所望の強度が得られず、鋼板形状も悪化し、700℃を超えると析出するTiCが粗大化して析出強化機能が減衰し、所望の強度が得難くなるからである。

#### 【0014】

【実施例】表1に示すNo. 1～15の本発明鋼とNo. 16～25の比較鋼を、表2に示す加熱温度、仕上げ温度、巻取温度で熱間圧延して8.0mm厚の熱延鋼帯とした。これらの各鋼帯のマイクロ組織、機械的性質および耐HIC性について調査した。その結果を表2に示す。なお、表1、表2中の\*印は本発明の条件の範囲外を示す。表1中のCeqは、 $C + Mn/6 + Cr/5 + Si/24$ で計算したC当量を示す。また、表2におけるマイクロ組織は、熱延鋼帯の圧延方向と平行な断面より

採取した光学顕微鏡サンプルについて、腐食液で組織を現出させたのち、500倍の倍率で10視野写真撮影し、組織中に占めるポリゴナルフェライト相、アシキュラーフェライト相、パーライト相およびベイナイト相の比率を測定し、それぞれの相の比率の平均値を求めたもので、表2中のP、Fはポリゴナルフェライト相、A、Fはアシキュラーフェライト相、S、Pはパーライト相、ベイナイト相等の第2相の比率を示す。溶接部硬さは、電気抵抗溶接機を用いて溶接した供試材の溶接部と母材部を含む断面においてヴィッカース硬度計により硬度分布を測定し、溶接部での最高硬さ(Hv max)および最高硬さと母材部との硬度差(ΔHv)を求めた。

【0015】HIC試験は、NACE standard TM-02-84に準じて行った。ただし、表2中の試験結果欄のBP条件は、溶液としてH<sub>2</sub>Sで飽和したpH5.1～5.4の人工海水（いわゆるBP溶液）を用い、試験温度25±3℃、浸漬時間96時間である。また、NACE条件は、溶液としてpH3～4.5の5%NaCl+0.5%酢酸溶液（いわゆるNACE溶液）を用い、試験温度24±2.8℃、浸漬時間96時間である。試験は、各供試鋼帯から採取した試験片を無負荷状態で上記溶液に96時間浸漬したのち、断面検鏡によりHICの有無を判定した。試験片は全幅から採取し、試験片のサイズは、幅250mm、長さ50mmで、厚さは鋼板の表裏両面を各1mmずつ削除した。各供試鋼板より各試験溶液当たり3個の試験片を採取し、何れの試験片においてもHICの発生が認められない場合のみ、HICの発生なしと判定した。なお、表2中のHIC試験結果欄のうち、×は割れ発生、Δはブリストー発生、○は割れ等発生なしを示す。

#### 【0016】

#### 【表1】

		化 学 成 分 (%)											Ti/ (C+N+S)	Ceq (%)
		No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Al	N	その他		
本 発 明	1	0.10	0.11	0.61	0.012	0.005	0.01	0.102	0.048	0.0025	-	0.95	0.208	
	2	0.10	0.12	0.80	0.015	0.007	0.01	0.098	0.062	0.0018	-	0.90	0.240	
	3	0.09	0.10	0.90	0.009	0.007	0.01	0.099	0.047	0.0029	-	0.99	0.246	
	4	0.15	0.11	0.51	0.005	0.008	0.01	0.084	0.015	0.0022	-	0.40	0.242	
	5	0.14	0.12	0.60	0.005	0.007	0.01	0.092	0.012	0.0027	-	0.61	0.247	
	6	0.08	0.02	0.62	0.019	0.008	0.01	0.165	0.072	0.0020	-	1.63	0.196	
	7	0.05	0.14	0.80	0.007	0.007	0.01	0.055	0.028	0.0027	Ca=28ppm	0.92	0.191	
	8	0.05	0.50	0.75	0.008	0.005	0.01	0.065	0.035	0.0027	Ca=22ppm	1.13	0.198	
	9	0.04	0.85	0.68	0.005	0.008	0.01	0.071	0.033	0.0022	Ca=27ppm	1.41	0.191	
	10	0.04	0.95	0.65	0.006	0.007	0.01	0.084	0.028	0.0023	Ca=31ppm	1.70	0.190	
	11	0.07	0.08	0.95	0.017	0.013	0.01	0.151	0.009	0.0026	-	1.76	0.234	
	12	0.07	0.07	0.95	0.014	0.014	0.01	0.198	0.005	0.0075	-	2.16	0.233	
	13	0.07	0.08	0.96	0.011	0.014	0.01	0.244	0.003	0.0089	-	2.63	0.235	
	14	0.07	0.11	0.62	0.010	0.001	0.33	0.123	0.019	0.0055	-	1.61	0.244	
	15	0.07	0.12	0.51	0.010	0.002	0.45	0.125	0.031	0.0053	-	1.62	0.250	
比 較 例	16	0.11	0.12	0.46*	0.013	0.007	0.01	0.100	0.028	0.0029	-	0.83	0.194	
	17	0.10	0.11	1.15*	0.018	0.006	0.01	0.103	0.044	0.0025	-	0.95	0.298*	
	18	0.10	0.12	1.70*	0.014	0.002	0.01	-	0.032	0.0033	-	0.00*	0.390*	
	19	0.20*	0.15	0.83	0.011	0.005	0.01	0.051	0.043	0.0021	-	0.25*	0.847*	
	20	0.03*	0.15	0.93	0.011	0.007	0.01	0.149	0.025	0.0024	-	3.78	0.193	
	21	0.05	0.10	0.93	0.013	0.013*	0.01	0.354*	0.007	0.0078	-	4.67	0.211	
	22	0.07	0.10	0.53	0.011	0.002	0.71	0.122	0.038	0.0048	-	1.59	0.305*	
	23	0.07	0.15	2.01*	0.013	0.004	0.01	-	0.022	0.0036	Nb=0.045	0.00*	0.413*	
	24	0.07	0.22	1.93*	0.011	0.006	0.01	0.044*	0.031	0.0022	-	0.56	0.403*	
	25	0.07	0.25	1.74*	0.016	0.005	0.01	0.025*	0.026	0.0038	Nb=0.046	0.32	0.372*	

【0017】

【表 2】

	No.	ミクロ組織(%)			YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	EI (%)	溶接部硬さ(Hv)		HIC試験結果		加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	巻取温度 (°C)
		P.F.	A.F.	S.P.				Hv <sub>max</sub>	ΔHv	BP 条件	NACE 条件			
本 発 明	1	95	-	5	52.6	82.9	32.3	201	11	○	○	1250	900	600
	2	94	-	6	61.8	71.4	28.3	233	27	○	○	"	"	"
	3	92	-	8	61.7	71.9	24.7	244	36	○	○	"	"	"
	4	82	10	8	60.5	70.6	26.1	269	65	○	○	"	"	500
	5	90	-	10	64.1	78.8	24.9	261	47	○	○	"	"	"
	6	91	-	6	63.1	72.3	22.3	245	28	○	○	"	"	"
	7	95	-	5	49.0	60.1	34.9	173	5	○	○	"	"	"
	8	96	-	4	52.2	62.7	32.1	184	6	○	○	"	"	"
	9	96	-	4	49.1	61.2	33.6	175	4	○	○	"	"	"
	10	97	-	3	50.0	61.6	34.2	176	3	○	○	"	"	"
	11	92	-	8	69.5	80.3	22.9	256	21	○	○	"	850	600
	12	91	-	9	74.0	87.6	21.4	277	19	○	○	"	820	"
	13	91	-	9	75.4	89.2	19.8	283	19	○	○	"	830	"
	14	88	5	7	65.9	75.0	23.7	246	28	○	○	1200	950	"
	15	93	-	7	68.1	76.5	24.3	267	44	○	○	"	"	"
比 較 例	16	95	-	5	43.4	52.8	35.8	173	13	○	×	1250	900	"
	17	75*	15	10	64.1	74.6	22.0	273	57	×	×	1300	850	550
	18	85	5	10	41.2	54.8	34.8	315	162	×	×	1340	"	"
	19	60*	15	25	60.3	66.6	25.9	300	109	×	×	1250	"	"
	20	80	17	3	45.6	56.5	32.7	163	5	×	×	"	900	500
	21	92	-	8	71.9	84.4	20.7	*256	8	△	×	1350	860	600
	22	82	13	5	65.2	76.6	23.3	360	135	×	×	1200	950	"
	23	20*	30	50	60.3	68.6	24.8	326	129	×	×	"	"	"
	24	30*	30	40	61.6	70.3	27.3	328	124	×	×	"	"	"
	25	30*	25	45	57.8	66.8	27.7	306	115	×	×	"	"	"

【0018】表1および表2に示すとおり、この発明の成分条件とミクロ組織を有するNo. 1～15の鋼帯は、優れた溶接性と引張強さ60kgf/mm<sup>2</sup>以上の強度を有し、しかも、pH=5のBP溶液においては勿論のこと、pH=3のNACE溶液においてもHICが発生していないが、この発明の成分条件、ミクロ組織を有しないNo. 16～25の鋼帯は、いずれもHIC割

れが発生している。

#### 【0019】

【発明の効果】以上述べたとおり、この発明によれば、高強度高靱性を有し、しかも、pH=3のような厳しい環境下においても、HICの全く発生しない耐HIC性に優れた電縫鋼管およびスパイラル溶接鋼管の素材用の熱延鋼帯を得ることができる。